



Reference 1

Publication No. 2002-0041080

Publication Date: June 1, 2002

Filing No. 10-2000-0070828

Filing Date: November 27, 2000

The present invention relates to a method of manufacturing a structural steel product in use for welded structure such as building, bridge, ship, marine structure, steel pipe and line pipe. It is an object of the present invention to provide a method of manufacturing a structural steel product for welded structure that can minimize the difference of toughness between the matrix and the heat-affected zone, by heightening fraction of ferrite in the matrix and enlarging number of TiN precipitates having high-temperature stability to improve mechanical properties of the matrix and inhibit effectively the growth of austenite crystal grains in the matrix when high-heat input welding is applied.

This present invention to achieve the above object relates to a method of manufacturing a structural steel product for welded structure having high toughness of welded heat-affected zone. The method includes heating a steel slab within the temperature range of Ar_3 to $(Ar_3 + 50^\circ C)$, the steel slab containing in mass %: C: 0.03-0.017%, Si: 0.01 to 0.5%, Mn: 0.4 to 2.0%, Ti: 0.005 to 0.2%, Al: 0.0005 to 0.1%, N: 0.008 to 0.030%, B: 0.0003 to 0.1%, W: 0.001 to 0.2%, P: 0.03% or less, S: 0.03% or less, O: 0.005% or less, $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$, $10 \leq N/B \leq 40$, $2.5 \leq Al/N \leq 7$, $6.5 \leq (Ti + 2Al + 4B)/N \leq 14$, cooling down the heated steel slab to the temperature range of $(Ar_3 + 25^\circ C)$ to $(Ar_3 - 25^\circ C)$ at a rate of $25^\circ C/sec$ or less, hot-rolling the steel slab at a reduction of no less than 60%, and cooling the steel slab to room temperature at a rate of $5-30^\circ C/sec$.

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)(51) Int. Cl.⁷
B21B 1/00(11) 공개번호 특2002-0041080
(43) 공개일자 2002년06월01일

(21) 출원번호	10-2000-0070828
(22) 출원일자	2000년11월27일
(71) 출원인	주식회사 포스코 이구택 경북 포항시 남구 괴동동 1번지
(72) 발명자	정홍철 경상북도포항시남구괴동동1번지포항종합제철(주)내 최해창 경상북도포항시남구괴동동1번지포항종합제철(주)내
(74) 대리인	손원, 전준항, 김성태

심사청구 : 없음

(54) 재결정제어압연에 의한 용접구조용 강재의 제조방법

요약

본 발명은 건축, 교량, 조선, 해양구조물, 강관, 라인파이프 등의 용접구조물에 사용되는 구조용강재의 제조방법에 관한 것으로, 그 목적은 모재에 미세한 페라이트의 분율을 높이면서 고온안정성이 우수한 TiN 석출물의 개수를 증진시켜 모재의 기계적성질을 개선시키면서 대입열용접이 적용될 때 모재의 오스테나이트 결정립의 성장을 효과적으로 억제하여 모재와 열영향부의 인성차이를 최소화 할 수 있는 용접 구조용 강재의 제조방법을 제공함에 있다.

상기 목적을 달성하기 위한 본 발명은, 중량%로 C:0.03-0.17%, Si:0.01-0.5%, Mn:0.4-2.0%, Ti:0.005-0.2%, Al: 0.0005-0.1%, N:0.008-0.030%, B:0.0003-0.01%, W:0.001-0.2%, P:0.03%이하, S:0.03%이하, O:0.005%이하, $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$, $10 \leq N/B \leq 40$, $2.5 \leq Al/N \leq 7$, $6.5 \leq (Ti+2Al+4B)/N \leq 14$ 를 만족하는 강슬라브를 $Ar_3 \sim (Ar_3+50^\circ C)$ 의 온도범위로 가열한 다음, 가열된 슬라브를 $(Ar_3+25^\circ C) \sim (Ar_3-25^\circ C)$ 의 온도범위까지 $25^\circ C/sec$ 이하의 속도로 냉각하여 60%이상의 압하율로 열간압연하고 $5 \sim 30^\circ C/sec$ 의 냉각속도로 상온까지 냉각하는 것을 포함하여 이루어지는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용강재의 제조방법에 관한 것을 그 기술적요지로 한다.

색인어

용접구조물, TiN석출물, 페라이트, 재결정제어압연, 용해도적

영세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술분야 및 그 분야의 종래기술

본 발명은 건축, 교량, 조선, 해양구조물, 강관, 라인파이프 등의 용접구조물에 사용되는 구조용 강재의 제조방법에 관한 것이다. 보다 상세하게는, 모재에 미세한 페라이트 상분율을 높이면서 미세한 TiN석출물을 균일하게 분포시켜 용접열영향부의 인성을 개선할 수 있는 용접구조용 강재의 제조방법에 관한 것이다.

최근, 건축물, 구조물의 고층화 추세에 따라 사용되는 강재가 대형화되면서 후물재로 대체되고 있다. 이러한 후물재를 용접하기 위해서는 고능률 용접이 불가피하며, 후물화된 강재를 용접하는 기술로는 1패스 용접이 가능한 대입열 서어브머지드 용접법 및 일렉트로 용접법이 광범위하게 사용되고 있는 실정이다. 또한 조선 및 교량 분야에 있어서 판두께 25mm이상의 강판을 용접하는 경우에도 상기와 같은 1패스 용접이 가능한 대입열 용접법을 적용하고 있다.

일반적으로 용접에서는 입열량이 클수록 용착량이 커서 용접패스수가 감소하기 때문에, 용접생산성을 고려하면 대입열 용접이 가능하도록 하는 것이 유리하다. 즉, 용접에서 입열량을 증가시키면 그 사용범위를

남릴 수 있게 되는 것이다. 현재 사용되고 있는 대입열의 범위는 대략 100-200kJ/cm에 해당되는데, 좀더 후속화된 판두께 50mm이상의 강재를 용접하기 위해서는 200-500kJ/cm의 초대입열 범위가 되어야 가능하다.

강재에 대입열이 적용되면, 용접시 형성되는 용접열영향부(Heat Affected Zone) 특히 용융선(fusion boundary) 근처의 용접열영향부는 용접입열량에 의해 용접에 가까운 온도까지 가열된다. 이에 따라, 용접 열영향부의 결정립이 성장하여 조대화되고 냉각과정에서 상부 베이나이트 및 마르텐사이트 등 인성에 취약한 미세조직이 형성되기 때문에, 용접열영향부는 용접부중 인성이 가장 열화되는 부위가 된다.

따라서, 용접구조물의 안정성을 확보하기 위해서는, 용접열영향부의 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하여 미세하게 유지시킬 필요가 있다. 이를 해결하는 수단으로는, 고온에서 안정한 산화물 또는 Ti계 탄화물을 등을 강재에 적절히 분포시켜 용접시 용접열영향부의 결정립 성장을 지연시키고자 하는 기술 등이 알려져 있다. 이러한 기술로는 일본 특허공개공보 (평)11-140582, (평)10-298708, (평)10-298706, (평)9-194990, (평)9-324238, (평)8-60292, (소)60-245768, (평)5-186848호, (소)58-31065호, (소)61-79745호, 일본용접학회지 제 52권 2호, 49페이지 및 일본특허공개공보 (소)64-15320호 등이 있다.

이중에서 일본 특허공개공보 (평)11-140582호는, TiN의 석출물을 이용하는 대표적인 기술로, 100J/cm의 입열량(최고가열온도 1400℃)이 적용될 때 0℃에서 충격인성이 200J정도(모재는 300J 정도)인 구조용 강재가 개시되어 있다. 이 선행기술에서는, Ti/N을 실질적으로 4-12로 관리하여 0.05 μ m이하인 TiN 석출물은 5.8 $\times 10^4$ 개/ mm^2 ~8.1 $\times 10^4$ 개/ mm^2 , 미와 함께 0.03~0.2 μ m인 TiN석출물은 3.9 $\times 10^4$ 개/ mm^2 ~6.2 $\times 10^4$ 개/ mm^2 로 석출시켜서 용접부의 인성을 확보하고 있다.

그러나, 이 선행기술에 의하면, 100kJ/cm의 대입열용접이 적용될 때, 모재와 열영향부의 인성이 대체적으로 낮고(0℃의 충격인성의 최고치로 모재:320J, 열영향부:220J) 또한, 그 차이가 100J 정도로 커서 후속화 강재의 초대입열 용접에 따른 강구조물의 신뢰성 확보에 한계가 있다. 뿐만 아니라, 원하는 TiN 석출물을 확보하기 위한 방법으로, 슬라브를 1050℃이상의 온도에서 가열하여 급냉한 다음, 열간압연을 위해 재가열하는 공정을 채택하기 때문에 2회의 열처리로 인한 제조비용 상승이 문제가 된다. 또한, 모재는 페라이트+펄라이트 조직이나 항복강도가 400MPa, 인장강도가 530MPa, 연신율이 20%이하로 물성이 좋지 않은 편이다.

현재까지 대입열 용접시 용접열영향부의 인성을 개선한 기술은 많이 알려져 있지만, 모재의 기계적특성을 확보하면서 1350℃이상에서 장시간 유지되는 초대입열 용접시 용접열영향부의 인성을 획기적으로 개선시킨 사례는 아직 발표된 바 없다. 특히, 용접열영향부의 인성이 모재대비 동등한 수준을 보인 기술은 거의 없는 실정이다. 따라서, 상기의 문제점을 해결할 수 있다면, 후속화 강재의 초대입열 용접이 가능하며 용접접합 고능률화는 물론 강구조물의 고충화 및 강구조물의 신뢰성 확보를 동시에 달성할 수 있는 것이다.

본 발명이 이루고자 하는 기술적 과제

본 발명은 모재에 미세한 페라이트의 분율을 높이면서 고온안정성이 우수한 TiN석출물의 개수를 증진시켜 모재의 기계적성질을 개선시키는 것은 물론, 대입열용접이 적용될 때 모재의 오스테나이트 결정립의 성장을 효과적으로 억제하여 모재와 열영향부의 인성차이를 최소화 할 수 있는 용접 구조용 강재의 제조방법을 제공하는데, 그 목적이 있다.

본 발명의 구성 및 작용

상기 목적을 달성하기 위한 본 발명은, 중량%로 C:0.03-0.17%, Si:0.01-0.5%, Mn:0.4-2.0%, Ti:0.005-0.2%, Al: 0.0005-0.1%, N:0.008-0.030%, B:0.0003-0.01%, W:0.001-0.2%, P:0.03%이하, S:0.03%이하, 0:0.005%이하, $1.2 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 2.5$, $10 \leq \text{N}/\text{B} \leq 40$, $2.5 \leq \text{Al}/\text{N} \leq 7$, $6.5 \leq (\text{Ti}+2\text{Al}+4\text{B})/\text{N} \leq 14$ 를 만족하는 강슬라브를 $\text{Ar}_3 \sim (\text{Ar}_3+50^\circ\text{C})$ 의 온도범위로 가열한 다음,

가열된 슬라브를 $(\text{Ar}_3+25^\circ\text{C}) \sim (\text{Ar}_3-25^\circ\text{C})$ 의 온도범위까지 25℃/sec이하의 속도로 냉각하여 60%이상의 압하율로 열간압연하고 5~30℃/sec의 냉각속도로 상온까지 냉각하는 것을 포함하여 구성된다.

이하, 본 발명을 상세히 설명한다.

본 발명에서 '구오스테나이트(prior Austenite)'란 용어는 강재에 대입열 용접이 적용될 때 용접 열영향부에 형성되는 오스테나이트를 칭하는 것으로, 강재의 제조과정(열간압연공정)에서 형성되는 오스테나이트와 구별하기 위해 편의상 사용한다.

본 발명자들은 강재(모재)의 강도와 인성과 함께 용접열영향부의 인성을 동시에 개선할 수 있는 방안을 연구한 결과, 재결정제어압연에 의해 페라이트를 세립화하는 것과 함께 이러한 미세조직에 TiN석출물을 미세하게 균일하게 분포시킨 용접열영향부의 구오스테나이트의 결정립크기가 약 80 μ m이하로 작아져서

용접열영향부의 인성이 문제가 되지 않는다는 사실을 확인하였다.

이러한 관점에서 출발하는 본 발명에서는 모재와 용접열영향부의 특성을 개선할 수 있는 다음과 같은 방안을 도출할 수 있었다.

[1] 미세한 TiN 석출물의 분포를 균일하게 하면서, 고온에서 석출물의 안정성을 나타내는 용해도적(Solubility Product)을 작게 하는 것과 함께,

[2] 재결정제어압연에 의해 모재의 페라이트 결정립을 세립화하여 용접열영향부의 구오스테나이트의 크기를 약 80 μm 이하로 관리하는 것이다. 강재의 페라이트 결정립을 세립화하면 모재의 강도와 인성이 동시에 향상된다. 또한,

[3] Ti/N의 비율을 낮추어 BN, AlN 석출물을 효과적으로 석출함으로써 용접열영향부에서 페라이트의 생성분율을 높이고, 특히 페라이트 형상을 인성개선에 효과적인 현상형이나 다각형(polygonal)으로 유도하는데도 특징이 있다. 이하, 상기 [1][2][3]을 구체적으로 설명한다.

[1] TiN 석출물의 관리

강재(모재)에 대입용접이 적용되는 경우 용융선 부근의 용접열영향부가 약 1400 $^{\circ}\text{C}$ 이상으로 가열되어 모재 내에 석출되어 있는 TiN 석출물이 부분적으로 용해되거나 조대해지는 현상에 의해 구오스테나이트 결정립성장 억제효과가 소멸된다.

본 발명자들은 이러한 현상이 모재 내에 분포되어 있는 TiN 석출물이 용접열에 의해 분해된 고용 Ti 원자의 확산에 의해서 일어나는 것이라는데 착안하여 Ti/N의 비에 따른 TiN 석출물의 특성을 살펴본 결과, 고질소 환경(Ti/N의 비가 낮음)에서 고용 Ti 농도와 고용 Ti 원자의 확산속도가 감소되고 TiN 석출물의 고온 안정성이 향상되는 새로운 사실을 알게 되었다.

본 발명에 따라 Ti와 N의 비(Ti/N)를 1.2~2.5의 범위로 가열해 주면 고용 Ti의 양이 극도로 감소되면서 TiN 석출물의 고온안정성이 높아져서 0.01~0.1 μm 크기의 미세한 TiN 석출물이 0.5 μm 이하의 간격으로 1.0×10^7 개/ mm^2 이상으로 분포되는 결과를 얻을 수 있다. 이는 동일 Ti 함량에서 질소함량을 증가시키면 고용되어 있는 모든 Ti 원자가 쉽게 질소원자와 결합하고 또한, 고질소 환경에서 고용 Ti의 양이 감소하기 때문에 질소함량이 낮은 경우에서 보다 고온에서 TiN 석출물이 안정해지는 용해도가 낮아지기 때문인 것으로 분석되었다.

나아가, 본 발명자들은 미세한 TiN 석출물을 다량으로 균일하게 분포시키기 위해서는 용강중에 Ti를 산화물로 형성하지 않고 대부분 고용시킨 다음에 응고시 TiN으로 미세하게 석출하는 것이 중요하다는데 착안하여, 강의 정련공정에 관심집중한 결과, 산화물의 생성거동에 크게 영향을 미치는 용존산소량을 30ppm 이하로 관리하면 Ti이 산화물로 형성되지 않고 강에 고용되는 것을 확인하였다.

본 발명에 따라 탈산조건을 관리하여 Ti를 가능한 강에 고용되도록 하고, Ti/N의 비를 관리하면 0.01~0.1 μm 크기의 미세한 TiN 석출물이 0.5 μm 이하의 간격으로 1.0×10^7 개/ mm^2 이상으로 분포시킬 수 있는 것이다.

[2] 재결정제어압연(페라이트 결정립의 세립화)

본 발명의 연구에 따르면, 모재의 강도와 인성을 향상시키면서 구오스테나이트의 크기를 80 μm 이하로 하기 위해서는, 석출물의 관리와 함께 페라이트 + 펄라이트의 모재조직에서 페라이트의 크기를 세립화하는 것이 중요하다는 것이다. 본 발명에서 페라이트의 세립화는 재결정제어압연을 이용하여 달성한다. 재결정제어압연은 고온압연시 석출물(TiN)을 이용하여 결정립성장의 억제, 압연중의 정적재결정에 의한 결정립미세화, 오스테나이트-페라이트 변태시 탄화물의 석출(WC, Fe₃C, VC 등)에 의한 페라이트 결정립을 세립화시킨다.

[3] 용접열영향부의 미세조직

본 발명의 연구로부터 밝혀진 사실은, 용접열영향부의 인성에는 모재가 1400 $^{\circ}\text{C}$ 이상으로 가열될 때 구오스테나이트 결정립 크기 뿐만 아니라, 구오스테나이트 결정입계에서 석출하는 페라이트의 양과 형상이 중요한 영향을 미친다는 것이다. 특히, 오스테나이트 입내에서의 다각형(polygonal) 페라이트와 침상형 페라이트의 변태를 유도하는 것이 중요하다. 본 발명에서는 이를 위해 AlN, Fe₃(B,C)₆, BN 석출물들을 이용한다.

이하, 본 발명을 강재의 조성과 그 제조방법으로 구분하여 상세히 설명한다.

[용접 구조용 강재의 조성]

· 탄소(C)의 함량은 0.03~0.17%로 하는 것이 바람직하다.

C의 함량이 0.03% 미만인 경우에는 구조용 강으로서의 강도확보가 불충분하다. 또한, C가 0.17%를 초과하는 경우에는 냉각중 상부 베이나이트, 마르텐사이트 및 퇴화 퍼얼라이트(degenerate pearlite)등의 인성에 취약한 미세조직이 변태되어 구조용 강재의 저온충격인성을 저하시키고, 또한 용접부의 경도 또는 강도를 증가시켜 인성열화 및 용접균열의 생성을 초래한다.

· 실리콘(Si)의 함량은 0.01~0.5%로 제한하는 것이 바람직하다.

Si의 함량이 0.01% 미만인 경우에는 제강과정에서 용강의 탈산효과가 불충분하고 강재의 내부식성을 저하시키며, 0.5%를 초과하는 경우에는 그 효과가 포화되고, 압연후 냉각시 소입성 증가에 따른 도상 마르텐사이트의 변태를 촉진시켜 저온충격인성을 저하시킨다.

· 망간(Mn)의 함량은 0.4~2.0%로 제한하는 것이 바람직하다.

Mn은 강중에서 탈산작용을 하고, 용접성, 열간가공성 및 강도를 향상시키는 유효한 원소이다. Mn은 기지 조직내에 치환형 고용체를 형성하여 기지를 고용강화시켜 강도 및 인성을 확보하는데, 이를 위해서는 0.4%이상 첨가하는 것이 바람직하다. 그러나, 상기 Mn의 함유량이 2.0%를 초과하는 경우에는, 고용강화 효과보다는 망간편석에 의한 조직불균질로 용접열영향부 인성에 유해한 영향을 미친다. 또한, 강의 응고시, 편석기구에 따라 거시편석 및 미시편석이 일어나 압연시 중심부에 중심편석대의 형성을 조정하여 모재의 중심부에 저온변태 조직을 생성시키는 원인으로 작용한다. 특히, 망간은 Ti계 산화물 주위에 MnS형태로 석출하여 용접열영향부 인성개선에 유효한 침상형 및 다각형 형상의 페라이트 생성에 영향을 미치는 원소이다.

· 알루미늄(Al)의 함량은 0.0005~0.1%로 제한하는 것이 바람직하다.

Al은 탈산에 필요한 원소일 뿐만 아니라, 강중에 미세한 AlN석출물을 형성시키는데 필수불가결한 원소이다. 또한, Al은 산소와 반응하여 Al산화물을 형성하는 원소이므로, Ti가 산소와 반응하지 않고 미세 TiN석출물을 형성하도록 하기 위해서는 필요한 원소이다. 미세한 AlN석출물을 형성시키기 위해서는, 상기 Al을 0.0005%이상 첨가해야 하지만, 그 함량이 0.1%를 초과하는 경우에는 AlN을 석출시키고 남은 고용Al의 용접열영향부 냉각과정에서 인성에 취약한 위드만스테텐 페라이트(Widmanstatten ferrite) 및 도상 마텐사이트의 생성을 조정하여 대입열 용접열영향부의 인성을 저하시킨다.

· 티타늄(Ti)의 함량은 0.005~0.2%로 제한하는 것이 바람직하다.

Ti는 N과 결합하여 고온에서 안정한 미세 TiN석출물을 형성시키기 때문에 본 발명에서는 필수불가결한 원소이다. 이러한 미세한 TiN 석출효과를 얻기 위해서는, Ti를 0.005%이상 첨가하여야 하지만, 그 함량이 0.2%를 초과하면 용강중에서 조대한 TiN석출물 및 Ti산화물이 형성되어 용접열영향부 오스테나이트 결정립성장을 억제하지 못하기 때문에 바람직하지 않다.

· 붕소(B)의 함량은 0.0003~0.01%로 제한하는 것이 바람직하다.

B는 BN석출물을 형성하여 구오스테나이트 결정립의 성장을 방해하고 결정입계 및 입내에서 Fe탄화물을 형성하여 인성이 우수한 침상형 및 다각형의 페라이트 변태를 촉진한다. B 함유량이 0.0003%미만인 경우에는 이러한 효과를 기대할 수 없으며, 0.01%를 초과하면 소입성이 증가하여 용접열영향부의 경화 및 저온균열이 발생할 가능성이 있기 때문에 바람직하지 못하다.

· 질소(N)의 함량은 0.008~0.03%로 제한하는 것이 바람직하다.

N은 TiN, AlN, BN, VN, NbN등을 형성시키는데 필수불가결한 원소로, 대입열 용접시 용접열영향부의 오스테나이트 결정립 성장을 최대로 억제시키고 TiN, AlN, BN, VN, NbN 등의 석출물량을 증가시킨다. 특히, TiN 및 AlN석출물의 크기 및 석출물 간격, 석출물 분포, 산화물과의 복합석출 빈도수, 석출물 자체의 고온 안정성등에 현저한 영향을 미치기 때문에, 그 함량은 0.008%이상으로 설정하는 것이 바람직하다. 그러나, N의 함량이 0.03%를 초과하면 그 효과가 포화되고, 용접열영향부내에 분포하는 고용질소량의 증가로 인해 인성을 저하시키며 용접시 회석에 따른 용접금속중에 혼입되어 용접금속의 인성저하를 초래하기 때문에, 상한을 0.03%로 제한하는 것이 바람직하다.

· 텅스텐(W)의 함량은 0.001~0.2%로 제한하는 것이 바람직하다.

W는 열간압연 이후 텅스텐 탄화물(WC)로 모재에 균일하게 석출되어 페라이트변태후 페라이트 결정립 성장을 효과적으로 억제하고, 또한 용접열영향부의 가열 초기 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하는 원소이다. 그 함량이 0.001%미만인 경우에는 열간압연후 냉각시 페라이트 결정립성장 억제를 위한 텅스텐 탄화물이 적게 분포하게 되고, 0.2%보다 많이 첨가된 경우에는 그 효과가 포화되기 때문에 바람직하지 못하다.

· 인(P) 및 황(S)의 함량은 0.030%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

P는 압연시 중심편석 및 용접시 고온균열을 조장하는 불순원소이기 때문에 가능한 한 낮게 관리하는 것이 바람직하다. 모재인성, 용접열영향부 인성 향상 및 중심편석 저감을 위해서는 0.03%이하로 관리하는 것이 좋다.

S는 다량으로 존재하는 경우 FeS 등의 저융점화합물을 형성시키기 때문에 가능한 한 낮게 관리하는 것이 바람직하다. 모재인성, 용접열영향부 인성 및 중심편석 저감을 위해서는 S함량을 0.03%이하로 하는 것이 좋다. 그런데, 황의 경우에는 Ti계 산화를 주위에 MnS형태로 석출하여 용접열영향부 인성개선에 유효한 침상형 및 다각형 형상의 페라이트 생성에 영향을 미치기도 하므로, 용접시 고온균열을 고려할 경우 보다 바람직한 범위는 0.003%에서 0.03%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

· 산소(O)는 0.005%이하로 하는 것이 바람직하다.

산소가 0.005% 초과하는 경우에는 Ti원소가 용강중에서 Ti산화물로 형성되어 TiN석출물을 형성하지 못하기 때문에 바람직하지 못하며 또한 조대한 Fe산화물 및 Al산화물 등과 같은 개재물이 형성되어 모재의 인성에 나쁜 영향을 미치기 때문에 바람직하지 못하다.

· Ti/N의 비는 1.2~2.5로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 Ti/N비를 2.50이하로 낮추는데, 이는 2가지 장점이 있다. 첫째, TiN석출물의 개수를 증가시키면서 균일하게 분포시킬 수 있는 것이다. 즉, 동일 Ti함량에서 질소함량을 증가시키면 연조과정중 냉각과정에서 고용되어 있는 모든 Ti원자가 질소원자와 결합하여 미세한 TiN석출물이 좁은 간격으로 분포하게 되는 것이다. 둘째, 고온에서의 안정성을 나타내는 용해도적(Solubility Product)이 작아서 상기 Ti의 재고용을 막을 수 있는 것이다. 즉, 고질소 환경에서 Ti은 고용되기 보다는 N와 결합하려는 성질이 강하므로, TiN 석출물이 고온에서 안정해진다. 그러나, Ti/N비가 1.2 미만으로 되면 모재의 고용질소량이 증가하여 용접열영향부의 인성에 유해하기 때문에 바람직하지 않다. 한편, Ti/N비가 2.5보다 높은 경우에는 제강과정인 용강중에서 조대한 TiN이 정출되어 TiN의 균일한 분포가 얻어지지 않으며, 또한 TiN으로 석출하지 않고 남은 잉여의 Ti이 고용상태로 존재하여 용접열영향부 인성에 나쁜 영향을 미치기 때문에 바람직하지 않다.

· N/B의 비는 10~40으로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 N/B비가 10미만이면 용접후 냉각과정중에 오스테나이트 결정입계에서 다각형의 페라이트 변태를 촉진하는 BN의 석출량이 불충분하며, N/B비가 40을 초과하는 경우에는 그 효과가 포화되며 고용질소량이 증가하여 용접열영향부의 인성을 저하시키기 때문이다.

· Al/N의 비는 2.5~7로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 Al/N비가 2.5미만인 경우에는 침상형 페라이트 변태를 유도하기 위한 AlN석출물의 분포가 불충분하고, 용접열영향부의 고용질소량이 증가하여 용접균열이 발생할 가능성이 있으며, Al/N비가 7초과의 경우에는 그 효과가 포화된다.

· (Ti+2Al+4B)/N의 비는 6.5~14로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 (Ti+2Al+4B)/N의 비가 6.5미만인 경우 용접열영향부의 구오스테나이트 결정립 성장억제, 결정입계에서의 미세한 다각형 페라이트 생성, 고용질소량, 결정입내에서의 침상형 및 다각형의 페라이트 생성 및 조직분율의 제어를 위한 TiN, AlN, BN, VN 석출물의 크기 및 분포개수가 불충분하며, (Ti+2Al+4B)/N이 14를 초과하는 경우에는 그 효과가 포화된다. 한편, V이 첨가되는 경우에는 (Ti+2Al+4B+V)/N의 비를 7~17로 설정하는 것이 바람직하다.

상기와 같이 조성되는 강재(모재)와 열영향부의 인성을 보다 개선시키기 위해 V를 추가로 첨가하는데, 이 비나들(V)의 함량은 0.01~0.2%로 제한하는 것이 바람직하다. V은 N와 결합해 VN을 형성하여 용접열영향부에서 페라이트 형성을 촉진시키는 원소이며, VN은 단독으로 석출하거나 TiN석출물에 석출하여 페라이트 변태를 촉진시킨다. 또한 V은 C와 결합하여 VC를 형성하는데, 이러한 VC탄화물은 페라이트 변태후 페라이트 결정립 성장을 억제하는 역할을 한다. V함량이 0.01%미만에서는 VN석출량이 작기 때문에 용접열영향부에서 페라이트 변태촉진 효과를 얻기가 힘들다. 한편 0.2%를 초과하면 모재 및 용접열영향부(HAZ)의 인성열화를 초래하고 용접경화성을 향상시켜 용접저온균열 발생위험이 있기 때문에 바람직하지 않다.

또한, V/N의 비는 0.3~9로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 V/N비가 0.3미만인 경우에는 용접열영향부 인성개선을 위한 TiN+MnS석출물 경계에 석출하여 분포하는 적정 VN석출물 개수 및 크기를 확보하기 어렵다. 반면에, V/N비가 9를 초과하는 경우에는, TiN+MnS석출물 경계에 석출하는 VN석출물의 크기가 조대화되어 오히려 TiN+MnS복합석출물 경계에 석출되는 VN석출빈도수가 감소하기 때문에 용접열영향부의 인성에 유효한 페라이트 상분율을 감소시킨다.

상기와 같이 조성되는 강에 본 발명에서는 기계적성질을 보다 향상시키기 위해, Ni, Cu, Nb, Mo, Cr의 그룹에서 선택된 1종 또는 2종이상을 추가로 첨가한다.

· 니켈(Ni)의 함량은 0.1-3.0%로 제한하는 것이 바람직하다.

Ni은 고용강화에 의한 모재의 강도 및 인성을 향상시키는데 유효한 원소이다. 이러한 효과를 얻기 위해서는 Ni이 0.1% 이상 첨가되어야 하지만, 그 함량이 3.0%를 초과하면 소입성을 증가시켜 용접열영향부의 인성을 저하시키고 용접열영향부 및 용접금속에서 고온균열의 발생 가능성이 있기 때문에 바람직하지 못하다.

· 구리(Cu)의 함량은 0.1-1.5%로 제한하는 것이 바람직하다.

Cu는 기지에 고용되어 고용강화로 인한 모재의 강도 및 인성확보에 유효한 원소이다. 이러한 효과를 얻기 위해서는 Cu가 0.1% 이상 첨가되어야 하지만 그 함량이 1.5%를 초과하면 용접열영향부에서 소입성을 증가시켜 인성을 저하시키며 용접열영향부 및 용접금속에서 고온균열을 조장시키기 때문에 바람직하지 못하다. 특히, 상기 Cu는 황과 함께 Ti계 산화를 주위에 CuS형태로 석출하여 용접열영향부 인성개선에 유효한 침상형 및 다각형 형상의 페라이트 생성에도 영향을 미치므로, 그 함량을 0.3-1.5%로 하는 것이 바람직하다.

또한, Cu와 Ni를 복합첨가하는 경우 이들의 합계는 3.5%미만으로 하는 것이 바람직하다. 그 이유는 3.5%를 초과하는 경우, 소입성이 커져서 용접열영향부 인성 및 용접성에 악영향을 초래하기 때문이다.

· 니오븀(Nb)의 함량은 0.01-0.10%로 제한하는 것이 바람직하다.

Nb는 모재 강도확보의 관점에서 유효한 원소로, 이러한 효과는 Nb함유량이 0.01%미만에서는 얻을 수 없다. 한편, 0.1%를 초과하면 조대한 NbC의 단독석출을 초래하여 모재의 인성에 유해하게 되므로 바람직하지 못하다.

· 크롬(Cr)은 0.05~1.0%로 하는 것이 바람직하다.

Cr은 소입성을 증가시키고 또한 강도를 향상시키는데, 그 함유량이 0.05% 미만인 경우에는 강도를 얻을 수 없고, 1.0%를 초과하는 경우 모재 및 HAZ인성열화를 초래한다.

· 몰리브덴(Mo)은 0.05-1.0%로 하는 것이 바람직하다.

Mo은 소입성 증가 및 강도향상의 효과가 있는 원소로, 그 함량은 강도확보를 위해 0.05% 이상으로 설정하는 것이 바람직하지만, HAZ경화 및 용적저온균열을 억제하기 위해서는 Cr과 마찬가지로 그 상한을 1.0%로 하는 것이 바람직하다.

또한, 본 발명에서는 가열시에 오스테나이트의 입성장억제를 위해 Ca, REM의 1종 또는 2종을 추가로 첨가한다.

Ca 및 REM은 고온안정성이 우수한 산화물을 형성시켜 모재내에서 가열시 오스테나이트 결정립 성장을 억제하고 용접열영향부의 인성을 향상시킨다. 또한, Ca은 제강시 조대한 MnS형상을 제어하는 효과가 있다. 이를 위해, 칼슘(Ca)은 0.0005%이상, REM은 0.005%이상 첨가하는 것이 좋으나, Ca이 0.005% REM이 0.05%를 초과하는 경우 대형개재물 및 클러스터(cluster)를 생성시켜 강의 청정도를 해치게 된다. REM으로서 Ce, La, Y 및 Hf 등의 1종 또는 2종이상을 사용하며도 무방하고, 어느 것도 상기 효과를 얻을 수 있다.

[용접 구조용 강재의 제조방법]

· 정련(탈산, 탈가스)공정

일반적으로 강의 정련공정은 전로에서 1차정련한 다음, 전로의 용강을 래들로 출강하여 2차정련하는 노외정련으로 구성되는데, 용접구조용 강재와 같이 후물재에서는 노외정련 다음에 탈가스처리(RH공정)를 행한다. 보통 탈산은 1차 정련과 2차정련 사이에서 이루어진다.

본 발명의 특징은, 이러한 탈산공정에서 용존산소를 적정수준 이하로 조절한 다음 Ti를 첨가함으로써, Ti를 산화물로 형성하지 않고 용강중에 대부분 고용되도록 한다는 점에 있다. 이를 위해서는 Ti보다 탈산력이 큰 원소를 Ti투입전에 투입하여 탈산하는 것이 바람직하다. 탈산제의 탈산력은 아래와 같다.

Cr < Mn < Si < Ti < Al < REM < Zr < Ca ≅ Mg

용존산소량은 산화물의 생성거동에 따라 크게 영향을 받는데, 산소와의 친화력이 큰 탈산제 일수록 용강 중 산소와 결합하는 속도가 매우 빠르다. 따라서, Ti를 첨가하기 전에 이 보다 탈산력이 큰 원소를 이용하여 탈산을 행하면, Ti이 산화물을 형성하는 것을 최대한 방지할 수 있는 것이다. 물론, Ti보다 탈산력이 큰 원소(Al)를 투입하기 전에, 강의 5대원소인 Mn, Si 등을 투입하여 탈산하고, 이어서 Al을 투입하여 탈산하면, 탈산제의 투입량을 줄일 수 있어 바람직하다.

한편, 용강중에서 개재물의 부상분리는 일반적으로 다음과 같은 순서로 진행된다고 알려져 있다. (용강중에서 탈산원소의 용해)→(개재물이 현상성)→(개재물의 성장)→(개재물간의 충돌 등에 의한 지속적인 성장과 부상)→(용강표면에서의 슬래그로의 흡수제거) 즉, 개재물의 종류에 따라 각 단계의 진행속도가 달라지기 때문에, 강탈산원소를 이용하여 탈산하면 보다 쉽게 용존산소량 낮출 수 있다.

본 발명에서는 Ti의 투입전에 강탈산원소를 투입하여 용존산소량을 가능한 낮게 하는데, 용강중에 고용되어 있는 Ti량을 극대화시키기 위해서는 적어도 30ppm이하로 하는 것이 바람직하다. 그 이유는, 상기 용존산소량이 30ppm를 초과하면 Ti첨가시 용강중의 산소와 Ti이 결합하여 Ti산화물이 형성되기 쉬워 고용Ti량이 감소하기 때문이다.

한편, 제강에서 널리 쓰이는 '스토크(stoke)법칙'에 따르면, 개재물의 밀도가 클수록 개재물 부상은 어려워지는데, 제강과정의 탈산과정중 형성되는 개재물은 매우 복잡한 구상형태를 띠고 있어 개재물에 비해 밀도가 크고 부상이 어렵다. 이에 따라 강중에 개재물이 증가하게 되므로, 밀도가 큰 개재물을 형성하는 탈산원소를 투입하는 것이 산화를 분포에 따른 부가적 잇점으로 활용할 수 있으나, 본 발명에 있어서 개재물의 밀도차이에 의한 영향은, 본 발명의 효과에 별다른 영향을 미치지 않는다.

본 발명에 따라 용존산소량을 조정할 다음, Ti를 10분 이내에 첨가하여 그 함량이 0.005-0.2%가 되도록 하는 것이 바람직하다. 만일, 탈산후 용강중에 Ti이 0.005%미만 함유되어 있으면, 주조과정에서 미세한 TiN을 다량 형성시키기 어렵고, 0.2%보다 많이 함유되어 있으면 그 효과가 포화되고 TiN이 조대화되어 오스테나이트 결정립 억제효과를 기대하기 어렵다. 또한 Ti의 첨가를 10분 이내로 하는 이유는, Ti투입후 시간이 경과할수록 Ti산화물이 생성되어 고용 Ti량이 감소하기 때문이다. 정련공정에서 진공탈가스처리('RH')가 행해지는 경우에는, Ti의 첨가를 진공탈가스 처리 전 또는 그 후의 어디에서도 가능하다.

· 주조공정

본 발명에서는 상기와 같이 정련처리한 용강을 연속주조하여 슬라브로 만든다. 연속주조는 고질소강에서 주편표면크랙의 발생 가능성이 높다는 점을 고려하여 저속으로 주조하고 2차냉각대에서 약냉조건을 부여하는 것이 생산성 향상측면에서 바람직하다. 2차냉각대에서 냉각조건은 TiN석출물의 미세화와 균일한 분포에도 영향을 미치는 중요한 인자이다.

본 발명의 연구에 따르면, 연속주조속도는 0.9~1.2m/min으로 하는 것이다. 그 이유는 주조속도가 0.9m/min미만의 경우에 주편표면크랙에는 유리하나 생산성이 떨어지며, 1.2m/min 보다 빠르면 주편표면크랙 발생가능성이 높다.

또한, 2차냉각대에서 비수량은 가능한 약냉 즉, 0.3~0.35 ϵ /kg으로 하는 것이 좋다. 비수량이 0.3 ϵ /kg 미만의 경우 TiN석출물의 조대로 본 발명의 효과를 보이기 위한 TiN의 적정 크기 및 개수를 제어하기 어렵다. 또한, 비수량이 0.35 ϵ /kg를 초과할 경우 TiN 석출물의 석출빈도수가 적어 본 발명의 효과를 보이기 위한 TiN석출물 개수, 크기 등을 제어하기 어렵다.

· 열간압연공정(재결정제어압연)

본 발명에서는 재결정제어압연을 통해 페라이트 결정립을 세립화시킬 수 있는 압연조건을 설정하는데, 특징이 있다.

본 발명에 따라 상기 슬라브를 Ar₃~(Ar₃+50 $^{\circ}$ C)의 온도범위로 가열한다. Ar₃미하에서는 페라이트+오스테나이트 2상조직이 되어 후공정에서 조대한 페라이트가 잔류하는 혼립조직되어 균질한 미세조직 확보에 바람직스럽지 않기 때문이며, Ar₃+50 $^{\circ}$ C 이상에서는 오스테나이트입자가 너무 조대화되어 후공정에서의 페라이트 미세화 효과가 적어서 강재의 기계적 물성을 열화시키기 때문이다.

가열된 슬라브를 (Ar₃+25)~(Ar₃-25 $^{\circ}$ C)의 온도범위까지 25 $^{\circ}$ C/sec이하의 속도로 냉각한 다음, (Ar₃+25)~(Ar₃-25 $^{\circ}$ C)의 온도에서 압연을 개시한다. 냉각속도가 25 $^{\circ}$ C/sec 초과인 경우에는 오스테나이트 재결정 영역

을 확보하기 어려워 이상역 압연시 미세한 페라이트 결정립을 확보하기 어렵기 때문이다.

($Ar_3+25^\circ C$)-($Ar_3-25^\circ C$)의 온도구간으로 냉각한 다음에 이 온도구간에서 강압연한다. 압연온도가 $Ar_3-25^\circ C$ 미만의 경우에는 압하전에 강판 내에 조대한 페라이트가 다량 석출하여 압하후 조대하게 연신된 형태로 잔류하며 페라이트 미세화에 유해한 영향을 미친다. 압연온도가 $Ar_3+25^\circ C$ 초과의 경우에는 변형유기 변화가 일어나지 않아서 미세한 페라이트를 얻기 어렵고 또한 변형유기변태가 일어나더라도 페라이트의 입도가 크므로 바람직하지 않다. 이때의 압하율은 60%이상으로 하는 것이 바람직하다. 압하율이 60%미만의 경우에는 재결정시 오스테나이트 결정립이 조대화되기 때문에 오스테나이트의 결정립계에서 형성되는 페라이트 결정립이 커질 수 있다.

상기와 같이 열간압연한 다음에 $5\sim 30^\circ C/sec$ 의 냉각속도로 상온까지 냉각한다. 냉각속도가 $5^\circ C/sec$ 미만의 경우에는 페라이트 결정립의 성장을 억제하기 어려우며, 냉각속도 $30^\circ C/sec$ 보다 빨라지는 경우 잔류 오스테나이트 또는 마르텐사이트 등이 형성되어 모재인성에 악영향을 미치기 때문에 바람직하지 않다.

[강재의 조직]

· 미세조직

본 발명에 따라 제조된 강재는 페라이트+펄라이트의 미세조직을 갖는데, 페라이트의 결정립 크기는 $6\mu m$ 이하를 갖도록 하는 것이 좋다. 페라이트가 세립화 될수록 대입열 용접시 용접열영향부의 구오스테나이트 결정립을 $80\mu m$ 이하로 미립화하여 용접열영향부의 인성을 높일 수 있다.

또한, 페라이트+펄라이트의 복합조직에서 페라이트의 상분율이 높아질수록 모재의 인성 및 연신을 등이 증가된다. 이를 고려할 때, 상기 페라이트의 상분율은 80%이상으로 하는 것이 가장 바람직하다.

· 석출물의 분포도

용접열영향부의 구오스테나이트 결정립은, 모재의 오스테나이트 결정립 크기가 일정할 경우 모재에 분포하는 질화물의 크기 및 그 개수 그리고, 분포에 크게 영향을 받게 된다. 또한, 대입열 이상 용접시(가열 온도 $1400^\circ C$ 이상) 모재에 분포하는 질화물의 경우 30~40%가 모재로 재고용되어 용접열영향부의 오스테나이트 결정립 성장 억제효과가 감소하기 때문에, 가열시 모재에 재고용되는 질화물들을 고려한 그 이상의 질화물들의 균일한 분포가 필요하다. 용접열영향부에서 오스테나이트의 성장을 억제하기 위해서는, 미세한 TiN 석출물을 균일하게 분포시켜 일부 석출물이 조대해지는 오스왈드 라이프닝(Ostwald ripening)현상을 억제하는 것이 중요하다. 이를 위해서는 TiN석출물의 간격을 $0.5\mu m$ 이하로 제어하여 TiN의 분포를 균일하게 해야 한다.

또한, TiN의 입경 및 입계 갯수를 $0.01\sim 0.1\mu m$ 및 $1mm^2$ 당 1.0×10^7 개 이상으로 한정하는 것이 바람직하다. 그 이유는, $0.01\mu m$ 미만에서는 대입열 용접시 대부분 모재에 쉽게 재고용되어 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하는 효과가 미흡해지기 때문이며, $0.1\mu m$ 를 초과하는 경우에는 오스테나이트 결정립에 대한 피닝(pinning, 결정립 성장억제)효과가 적어지고 조대한 비금속재들과 같은 거동을 하여 기계적 성질에 유해한 영향을 미치기 때문이다. 또한, 석출물의 갯수가 $1mm^2$ 당 1.0×10^7 개 미만에서는 대입열이상의 용접시 용접열영향부의 오스테나이트 결정립 크기를 입계치인 $80\mu m$ 이하로 제어하기가 어렵다.

본 발명의 열간압연공정에서는 사용자 용도에 따라 널리 알려진 핫차지(hot charge)압연 및 직접(direct)압연을 적용할 수도 있고, 공지된 제어압연, 제어냉각등의 각종 기술을 적용할 수 있다. 또한, 본 발명에 따라 제조된 열간압연판의 기계적 성질을 개선하기 위해, 열처리를 적용할 수도 있다. 이와 같이 공지의 기술들을 본 발명에 적용하더라도 이는 본 발명의 단순한 변형으로서 실질적으로 본 발명의 기술사상의 범위내라고 해석하는 것은 당연하다.

이하, 본발명을 실시예를 통하여 구체적으로 설명한다.

[실시예]

표 1과 같은 성분 조성을 갖는 강종들을 시료로 하여 전로에서 용해하여 표 2, 4의 조건에 의해 슬라브로 제조하였으며, 이때 본 발명의 효과를 보이기 위한 강종별 합금성분 원소간의 구성비를 표 3에 나타내었다.

상기와 같이 열간압연된 판재들로부터 모재의 기계적 성질을 평가하기 위한 시험편들은 압연재의 판두께 중앙부에서 채취하였으며, 인장시험편은 압연방향, 그리고 샤피(Charpy)충격시험편은 압연방향과 수직인 방향에서 채취하였다.

인장시험편은 KS규격(KS B 0801) 4호 시험편을 이용하였으며 인장시험은 크로스 헤드 스피드(cross head speed) $5mm/min$ 에서 시험하였다. 충격시험편은 KS(KS B 0809) 3호 시험편에 준하여 제조하였으며 이때 노치방향은 모재의 경우 압연방향의 측면(L-T)에서 가공하였으며 용접재의 경우 용접선 방향으로 가공하

었다. 또한, 용접열영향부의 최고가열온도에 따른 오스테나이트 결정립 크기를 조사하기 위하여 재현용접 모사시험장치(simulator)를 사용하여 최고가열온도(1200~1400℃)까지 140℃/sec조건으로 가열시킨후 1초간 유지한 다음 He 가스를 이용하여 급냉시켰다. 급냉시킨 시험편을 연마하고 부식하여 최고가열온도조건에서의 오스테나이트 결정입도를 KS규격(KS D 0205)에 의해 측정하였다.

냉각후 미세조직의 분석 및 용접열영향부의 인성에 중요한 영향을 미치는 TiN 석출물 크기와 갯수 그리고 간격은 화상분석기(image analyzer)와 전자현미경을 이용한 포인트 카운팅(point counting)법으로 측정하였다. 이때, 파검면은 100mm²를 기준으로 평가하였다.

용접열영향부의 충격인성 평가는 실제 용접입열량에 상당하는 약 80kJ/cm, 150kJ/cm, 250kJ/cm에 상당하는 용접조건, 즉 최고가열온도를 1400℃로 가열한후 800~500℃의 냉각시간이 각각 60초, 120초, 180초인 용접 열사이클을 부여한 다음 시험편 표면을 연마하고 충격시험편으로 가공하여 -40℃에서 사피충격시험을 통하여 평가하였다.

[표 1]

	화학조성(중량%)																		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B (ppm)	N (ppm)	W	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ca	REM	O (ppm)
발명재1	0.12	0.13	1.54	0.006	0.005	0.04	0.014	7	120	0.005	-	-	-	-	-	0.01	-	-	11
발명재2	0.09	0.12	1.50	0.006	0.005	0.07	0.05	10	280	0.002	-	0.2	-	-	-	0.01	-	-	12
발명재3	0.14	0.10	1.48	0.006	0.005	0.06	0.015	3	110	0.003	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	10
발명재4	0.10	0.12	1.48	0.006	0.005	0.02	0.02	5	80	0.001	-	-	-	-	-	0.05	-	-	9
발명재5	0.11	0.15	1.52	0.006	0.004	0.09	0.05	15	300	0.002	0.1	-	0.1	-	-	0.05	-	-	12
발명재6	0.12	0.14	1.50	0.007	0.005	0.02	0.02	10	100	0.004	-	-	-	0.1	-	0.09	-	-	9
발명재7	0.13	0.14	1.48	0.007	0.005	0.04	0.015	8	115	0.15	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	11
발명재8	0.11	0.15	1.52	0.007	0.005	0.06	0.018	10	120	0.001	-	-	-	-	0.015	0.01	-	-	10
발명재9	0.13	0.21	1.50	0.007	0.005	0.02	0.02	4	90	0.002	-	-	0.1	-	-	0.02	0.01	-	12
발명재10	0.12	0.16	1.45	0.008	0.006	0.04	0.025	6	100	0.005	-	0.3	-	-	0.01	0.02	-	0.01	6
발명재11	0.09	0.12	1.48	0.006	0.003	0.04	0.019	10	130	0.001	-	0.1	-	-	-	-	-	-	14
종래강1	0.05	0.13	1.31	0.002	0.006	0.00	0.009	1.6	22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	22
종래강2	0.05	0.14	1.30	0.002	0.003	0.00	0.012	0.5	48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	32
종래강3	0.13	0.24	1.44	0.003	0.003	0.00	0.010	1.2	127	-	0.3	-	-	-	0.05	-	-	-	138
종래강4	0.06	0.18	1.35	0.002	0.002	0.00	0.013	8	32	-	-	-	0.14	0.15	-	0.028	-	-	25
종래강5	0.06	0.18	0.88	0.006	0.002	0.00	0.013	5	20	-	0.75	0.58	0.24	0.14	0.015	0.037	-	-	27
종래강6	0.13	0.27	0.98	0.005	0.001	0.00	0.009	11	28	-	0.35	1.15	0.53	0.49	0.001	0.045	-	-	25
종래강7	0.13	0.24	1.44	0.004	0.002	0.02	0.008	8	79	-	0.3	-	-	-	0.036	-	-	-	-
종래강8	0.07	0.14	1.52	0.004	0.002	0.00	0.007	4	57	-	0.32	0.35	-	-	0.013	-	-	-	-
종래강9	0.06	0.25	1.31	0.008	0.002	0.01	0.007	10	91	-	-	-	0.21	0.19	0.025	0.035	-	-	-
종래강10	0.09	0.26	0.86	0.009	0.003	0.04	0.008	15	142	-	-	1.09	0.51	0.36	0.021	0.021	-	-	-

종래강1	0.1	0.4	1.3	0.0	0.0	0.03	0.0	7	89	-	-	-	-	-	-	0.0	-	-	-
1	4	4	5	12	12	0	49									69			

· 종래강(1, 2, 3)은 일본공개특허공보 평9-194990의 발명강(5, 32, 55)
· 종래강(4, 5, 6)은 일본공개특허공보 평10-298708호의 발명강(14, 24, 28)
· 종래강(7, 8, 9, 10)은 일본공개특허공보 평8-60292호의 발명강(48, 58, 60, 61)임
· 종래강(11)은 일본공개특허공보 평11-140582호의 발명강 F임

[표 2]

사용강종	구분	1차탈산 순서	Al첨가후 용존산소량 (ppm)	탈산종료후 Ti첨가량 (%)	주조속도 (m/min)	비수량 (t/kg)
발명강1	발명재1	Mn→Si	19	0.014	1.1	0.35
	발명재2	Mn→Si	18	0.014	1.1	0.35
	발명재3	Mn→Si	18	0.014	1.1	0.35
	비교재1	Mn→Si	79	0.014	1.1	0.35
	비교재2	Mn→Si	118	0.014	1.1	0.35
발명강2	발명재4	Mn→Si	16	0.05	1.2	0.35
발명강3	발명재5	Mn→Si	15	0.015	1.2	0.35
발명강4	발명재6	Mn→Si	15	0.02	1.2	0.35
발명강5	발명재7	Mn→Si	12	0.05	1.2	0.35
발명강6	발명재8	Mn→Si	17	0.02	1.2	0.35
발명강7	발명재9	Mn→Si	18	0.015	1.1	0.35
발명강8	발명재10	Mn→Si	14	0.018	1.1	0.35
발명강9	발명재11	Mn→Si	19	0.02	1.2	0.35
발명강10	발명재12	Mn→Si	23	0.025	1.1	0.35
발명강11	발명재13	Mn→Si	23	0.019	1.1	0.35

종래강(1-11)의 제조조건은 구체적으로 기재되어 있지 않음

[표 3]

	본 발명의 효과를 보이기 위한 합금원소 구성비				
	Ti/N	N/B	Al/N	V/N	(Ti+2Al+4B+V)/N
발명재1	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
발명재2	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
발명재3	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
비교재1	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
비교재2	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
발명재4	1.8	28.0	2.5	0.4	7.3
발명재5	1.4	36.7	5.5	1.8	14.2
발명재6	2.5	16.0	2.5	6.3	14.0
발명재7	1.7	20.0	3.0	1.7	9.5
발명재8	2.0	10.0	2.5	9.0	16.4
발명재9	1.3	14.4	3.5	1.7	10.3
발명재10	1.5	12.0	5.0	0.8	12.7
발명재11	2.2	22.5	2.8	2.2	10.2
발명재12	2.5	16.7	4.5	2.0	13.7
발명재13	1.5	13.0	3.7	-	9.2
종래강1	4.1	13.8	0.6	-	5.7
종래강2	2.5	96.0	0.8	-	4.0
종래강3	0.8	105.8	0.4	-	1.5
종래강4	4.1	4.0	0.8	8.8	15.5
종래강5	6.5	4.0	1.1	18.5	28.1
종래강6	3.2	2.6	0.4	16.1	21.6

중래강7	1.0	9.9	2.5	-	6.5
중래강8	1.2	14.3	0.4	-	2.2
중래강9	0.8	9.1	2.1	3.9	9.2
중래강10	0.6	9.5	3.2	1.5	8.9
중래강11	5.5	12.7	3.4	7.8	20.3

[표 4]

사용강종	구분	가열 온도 (°C)	가열 시간 (min)	냉각 속도 (°C/sec)	열간압연조건			냉각 속도 (°C/sec)
					압연 개시온도 (°C)	압연종료 온도 (°C)	누적 압하량 (%)	
발명재2	발명예1	930	150	5	920	780	80	11
	발명예2	930	150	5	920	780	80	12
	발명예3	930	150	5	920	780	80	11
	비교예1	1200	50	5	1050	950	40	11
	비교예2	1100	310	5	1020	940	50	11
발명재1	발명예4	930	120	8	920	790	80	12
발명재3	발명예5	940	110	8	920	790	80	12
비교재1	비교예3	1200	130	8	930	890	70	0.5
비교재2	비교예4	1250	130	7	1050	890	70	12
발명재4	발명예6	1050	120	5	1000	780	80	11
발명재5	발명예7	920	110	5	920	780	80	11
발명재6	발명예8	930	120	6	920	770	80	11
발명재7	발명예9	930	140	5	910	770	80	10
발명재8	발명예10	940	150	5	910	780	80	11
발명재9	발명예11	920	130	5	910	780	80	10
발명재10	발명예12	940	150	8	920	780	80	10
발명재11	발명예13	940	160	8	920	790	80	11
발명재12	발명예14	940	140	7	920	790	80	10
발명재13	발명예15	940	150	5	920	790	80	10
중래강11		1200	-			Ar ₃ Di상		방냉

중래강(1-10)의 제조조건은 구체적으로 제 1도에 있지 않음

[표 5]

구분				페라이트 상분율 (%)	항복 강도 (MPa)	인장 강도 (MPa)	연신율 (%)
	평균 크기 (μm)	평균 간격 (μm)					
발명예1	0.016	0.3		82	564	683	33
발명예2	0.017	0.3		84	532	651	32
발명예3	0.012	0.4		83	520	662	32
비교예1	0.154	2.5		68	383	524	28
비교예2	0.155	2.6		65	392	530	29
발명예4	0.025	0.5		83	550	688	32
발명예5	0.013	0.4		82	548	682	31
비교예3	0.264	2.4		48	384	524	20
비교예4	0.257	2.3		50	365	560	22
발명예6	0.026	0.5		84	539	683	31
발명예7	0.024	0.4		83	538	684	33
발명예8	0.014	0.4		82	542	682	34

발명예9	0.028	0.5		81	535	686	32		
발명예10	0.021	0.6		82	557	686	33		
발명예11	0.029	0.4		84	550	696	33		
발명예12	0.025	0.4		83	542	682	33		
발명예13	0.024	0.5		84	564	695	30		
발명예14	0.021	0.5		82	572	687	31		
발명예15	0.026	0.6		81	568	692	30		
종래강1					406	436	31		
종래강2					405	441	30		
종래강3					25	629	681	28	
종래강4					40	472	609	32	
종래강5					40	494	622	32	
종래강6				50	812	912	24		
종래강7					629	681	23		
종래강8					504	601	23		
종래강9					526	648	25		
종래강10					60	760	829	24	
종래강11						50	401	514	18.3

표 5에 나타난 바와 같이, 본 발명에 의해 제조된 열간압연재의 석출물(Ti계 질화물)의 개수는 1.0×10^6 개/ mm^2 이상의 범위를 가지고 있는 반면에 종래재의 석출물은 4.6×10^6 개/ mm^2 이하의 범위를 보이고 있어 종래재 대비 발명재가 상당히 미세한 석출물 크기를 갖고있으며 그 개수 또한 현저히 증가되고 있음을 알 수 있다. 또한 모재조직구성에 있어서 본 발명강의 경우 페라이트 결정립 크기(FBS)가 $6\mu\text{m}$ 이하로 매우 미세함을 알 수 있으며 페라이트 상분율도 모두 80%이상의 높은 페라이트 분율로 구성되어 있다.

[표 6]

구분	용접열영향부 오스테나이트 결정립 크기(μm)			100kJ/cm ² 열량의 용접열영향부 미세조직		재현 용접열영향부 -40℃ 충격 인성(J) (최고가열온도:1400℃)					
	1200 (℃)	1300 (℃)	1400 (℃)	페라이트 상분율 (%)	페라이트 평균 결정립 크기 (μm)	$\Delta t_{800-600}=60\text{초}$		$\Delta t_{800-600}=120\text{초}$		$\Delta t_{800-600}=180\text{초}$	
						충격 인성 (J)	천이 온도 (℃)	충격 인성 (J)	천이 온도 (℃)	충격 인성 (J)	천이 온도 (℃)
발명예1	23	34	56	74	15	372	-74	332	-67	293	-63
발명예2	22	35	55	77	13	384	-76	350	-69	302	-64
발명예3	23	35	56	75	13	366	-72	330	-67	295	-63
비교예1	54	86	182	38	24	124	-43	43	-34	28	-28
비교예2	65	92	198	36	26	102	-40	30	-32	17	-25
발명예4	25	38	63	76	14	353	-71	328	-68	284	-65
발명예5	26	41	57	78	15	365	-71	334	-67	295	-62
비교예3	65	84	186	32	29	110	-40	50	-28	18	-20
비교예4	60	90	210	28	32	120	-38	54	-30	16	-15
발명예6	25	32	53	75	14	383	-73	354	-69	303	-63
발명예7	24	35	55	77	14	365	-71	337	-67	292	-63
발명예8	27	37	53	74	13	362	-71	339	-67	296	-62
발명예9	24	36	52	78	15	368	-72	330	-67	284	-63
발명예10	22	34	53	75	14	383	-72	345	-66	293	-63
발명예11	26	35	64	75	14	356	-71	328	-68	282	-68
발명예12	27	39	64	74	15	353	-71	321	-67	276	-62
발명예13	24	34	52	72	16	340	-70	320	-66	245	-58

발명예14	26	30	50	73	15	342	-71	318	-64	240	-60
발명예15	22	29	48	72	16	351	-70	330	-66	278	-62
종래강1							-58				
종래강2							-55				
종래강3							-54				
종래강4	230			93						132	
종래강5	180			87						(0℃)	
종래강6	250			47						129	
종래강7										(0℃)	
종래강8							-60				-61
종래강9							-59				-48
종래강10							-54				-42
종래강11							-57				-45
									219		
									(0℃)		

표 6에 나타난 바와 같이, 용접열영향부와 같은 최고가열온도 1400℃조건에서의 오스테나이트 결정립 크기를 보면 본 발명의 경우 52-65 μ m의 범위를 갖는데 반해, 종래강의 경우 약 180 μ m이상의 매우 조대한 범위를 가지는 것을 알 수 있다. 따라서, 본 발명강에서는 용접시 용접열영향부의 오스테나이트 결정립의 미세화 효과가 매우 우수한 것임을 잘 알 수 있다. 또한 100kJ/cm의 용접입열량에서 본 발명강의 페라이트 상분율은 약 70%이상으로 구성되어 있었다.

한편 대입열 용접시 용접열영향부 충격인성을 비교해 보면, 용접 입열량이 250kJ/cm(800-500℃의 냉각시간이 180초)인 대입열 용접입열 조건에서 본 발명강의 경우 용접열영향부의 충격인성은 약 280J이상의 우수한 인성값을 보이고 있으며, 천이온도의 경우도 약 -60℃ 이하의 값을 나타내어 우수한 대입열 용접 열영향부 충격인성을 나타내고 있음을 알 수 있다. 반면에 종래강의 경우 0℃의 충격인성이 60-132J로 매우 낮았다. 따라서, 본 발명에 의한 강들은 기존의 강을 대비 용접열영향부 충격인성 및 천이온도를 현저하게 개선할 수 있음을 알 수 있다.

발명의 효과

상술한 바와 같이, 본 발명은 고온에서 안정한 다량의 TiN석출물을 미세하고도 균일하게 분포시킴에 따라 용접열영향부 충격인성을 가일층 개선할 수 있고 또한, 모재에 미세한 페라이트의 상분율을 높여 강재(모재)의 강도와 인성이 우수한 용접구조용 강재를 제공할 수 있는 유용한 효과가 있는 것이다.

(57) 청구의 범위

청구항 1

종량%로 C:0.03-0.17%, Si:0.01-0.5%, Mn:0.4-2.0%, Ti:0.005-0.2%, Al: 0.0005-0.1%, N:0.008-0.030%, B:0.0003-0.01%, W:0.001-0.2%, P:0.03%이하, S:0.03%이하, O:0.00%이하, $1.2 \leq Ti/N \leq 2.5$, $10 \leq N/B \leq 40$, $2.5 \leq Al/N \leq 7$, $6.5 \leq (Ti+2Al+4B)/N \leq 14$ 를 만족하는 강슬라브를 $Ar_3 \sim (Ar_3 + 50^\circ C)$ 의 온도범위로 가열한 다음,

가열된 슬라브를 $(Ar_3 + 25^\circ C) \sim (Ar_3 - 25^\circ C)$ 의 온도범위까지 25℃/sec이하의 속도로 냉각하여 60%이상의 압하율로 열간압연하고 5~30℃/sec의 냉각속도로 상온까지 냉각하는 것을 포함하여 이루어지는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용강재의 제조방법.

청구항 2

제 1항에 있어서, 상기 강재에는 V 0.01~0.2% 함유되고, V와 N의 비(V/N)가 0.3~9, 그리고 $7 \leq (Ti+2Al+4B)/N \leq 17$ 를 만족함을 특징으로 하는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 3

제 1항 또는 제 2항에 있어서, 상기 강재에는 Ni:0.1~3.0%, Cu:0.1~1.5%, Nb:0.01~0.1%, Mo:0.05~1.0%, Cr:0.05~1.0%의 그룹에서 선택된 1종 또는 2종이상 그리고, Ca:0.0005-0.005%, REM:0.005~0.05%의 그룹에서 선택된 1종 또는 2종이 함유됨을 특징으로 하는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 4

제 1항에 있어서, 상기 강슬라브는 용강에 Ti 보다 탈산력이 큰 탈산원소를 Ti 투입전에 투입하여 용강의 용존산소를 30ppm이하로 탈산한 다음, Ti이 0.005~0.2% 되도록 10분 이내로 첨가한후 탈가스처리한 용강을 연속주조하여 만드는 것임을 특징으로 하는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 5

제 1항 또는 제 4항에 있어서, 상기 탈산순서는 Mn, Si, Al순으로 행함을 특징으로 하는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 6

제 1항 또는 제 4항에 있어서, 상기 강슬라브는 용강을 0.9~1.2m/min의 속도로 연속주조하면서, 2차냉각대에서 0.3~0.35 t/kg의 비수량으로 약냉함을 특징으로 하는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 7

제 1항, 제 2항, 제 4항에 있어서, 상기 강재는 미세조직이 8 μ m이하의 페라이트와 퍼얼라이트의 복합조직으로 이루어지고, 0.01~0.1 μ m의 TiN석출물이 0.5 μ m이하의 간격으로 1.0 $\times 10^7$ 개/mm² 이상 분포하는 용접열영향부 인성이 우수한 용접구조용 강재의 제조방법.